

ANÁLISIS COMPARATIVO DEL FENÓMENO DE CAVITACIÓN ENTRE CREEP UNIAXIAL Y SPT-CREEP EN ALEACIONES DE Mg-Al INYECTADAS A ALTA PRESIÓN

M. Preciado^{1*}, J. Calaf¹, P. M. Bravo¹, D. Ballorca

¹Escuela Politécnica Superior, Universidad de Burgos
Avda. Cantabria s/n, 09004, Burgos, España

* Persona de contacto: mpreciado@ubu.es

RESUMEN

Las aleaciones de Magnesio-Aluminio obtenidas por inyección a presión presentan una gran porosidad intergranular debida al propio proceso, y al hecho de que entre el eutéctico que precipita en borde de grano y el grano, existe incoherencia por tener redes cristalográficas diferentes. Durante creep estas porosidades crecen, se interconectan con otras y se forman otras nuevas. Esto da lugar al fenómeno de cavitación que disminuye la resistencia al creep de la aleación. En este estudio se pretende analizar la evolución de la cavitación en muestras sometidas a creep uniaxial y SPCT (small punch creep test), evaluando el crecimiento y formación de nuevos poros durante distintos porcentajes de vida para una tensión dada. El análisis ha sido tanto metalográfico como a través de varios parámetros clásicos que cuantifican el daño a creep y evalúan la vida remanente. La comparación entre ambas técnicas experimentales ha demostrado que existen algunas diferencias que deben de ser tenidas en cuenta en modelos de simulación de cavitación para muestras sometidas a creep y ensayadas mediante SPCT.

PALABRAS CLAVE: Creep, SPCT, Cavitación, Aleaciones de magnesio

ABSTRACT

High Pressure Die Casting (HPDC) Magnesium-Aluminum alloys have a large intergranular porosity due to the injection process itself, and the fact that between the eutectic that precipitates in grain boundary and the grain, there is incoherence for having different crystallographic lattices. During creep, these porosities grow, interconnect with others and form new ones. The result is the cavitation phenomenon that decreases the creep resistance of the alloy. This research aims to analyze the evolution of cavitation in samples submitted to uniaxial creep and SPCT (small punch creep test), evaluating the growth and formation of new pores during different life percentages for a given stress. The analysis has been both metallographic and through several classic parameters that quantify the creep damage and evaluate the remnant life. The comparison between both experimental techniques has shown that there are some differences that should be taken into account in cavitation simulation models for samples submitted to creep and tested by SPCT.

KEYWORDS: Creep, SPCT, Cavitation, Magnesium alloys

INTRODUCCIÓN

El comportamiento frente al creep de las aleaciones de magnesio está recibiendo cada vez más atención debido a los usos que se le pueden dar al magnesio en la industria debido a su baja densidad, alta resistencia específica y la reducción final de peso. Sin embargo estas aleaciones presentan poca resistencia a temperaturas no demasiado elevadas (en torno a 127°C), lo que limita su utilización.

Por otra parte los ensayos miniatura punzonado creep o SPCT (small punch creep testing) han sido capaces de caracterizar diversos materiales y va apareciendo creciente información sobre este tipo de ensayos

aplicados no solo a aceros [1,2] sino también a otro tipo de aleaciones [3, 4].

En los procesos de fluencia de ensayos de creep uniaxial, se observan dos tendencias opuestas: por un lado están los procesos de ablandamiento y por otro se produce endurecimiento. Si esta última tendencia es dominante, la resistencia a la fluencia aumenta y si los procesos de ablandamiento son dominantes, la resistencia a la fluencia disminuye [5]. Sin embargo, en ensayos de SPCT, se ha observado que se producen grietas desde el primer estado [6], lo que ha llevado a pensar que las zonas de deformación primaria y secundaria están sobre todo motivadas por los cambios en la rigidez de la muestra, sometida a un cambio de

forma drástico. Por lo tanto, actúan mecanismos diferentes y esto dificulta la correlación que se pretende establecer entre el creep y el SPCT.

Desde el punto de vista de daño, la presencia de cavitación ha sido ampliamente estudiada [7-9]. Se han propuesto dos parámetros de daño. El parámetro A [10] y el parámetro ρ [7]. Ambos parámetros están basados en el crecimiento constreñido de cavidades, pero el parámetro A se basa en el daño continuo w del tratamiento clásico de Kachanov/Rabotnov [11, 12] y el parámetro ρ se basa en el modelo extendido de Riedel y en el cálculo de este parámetro aparece el exponente de la tensión n en la conocida ecuación de Norton.

Basándose en estos parámetros de daño, se han propuesto distintas fórmulas que los relacionan con el creep. En este trabajo se ha estudiado la relación entre la cavitación producida en ensayos de creep uniaxiales y el equivalente a estos ensayos en SPCT, para comprobar la relación entre ellas. Si los valores son razonablemente parecidos, a partir de ensayos de SPCT, se podría obtener la curva equivalente en ensayo de creep, sin la necesidad de hacer ensayos de creep en los que el material utilizado y la mecanización de las probetas son costosos.

MÉTODO EXPERIMENTAL

2.1. Material

La composición de la aleación de magnesio AZ91D usada en este estudio es (wt-%): Al, 8.83; Be, 0.001; Cu, 0.007; Fe, 0.003; Mn, 0.32; Si, 0.028 and Zn, 0.6.

La microestructura consiste en granos de Mg (fase α) y precipitación en borde de grano que se corresponde con un eutéctico divorciado formado por fase β eutéctica ($Mg_{17}Al_{12}$) y solución sólida de Magnesio. La porosidad es una constante en la microestructura de estas aleaciones debido al proceso de inyección a alta presión (figura 1).

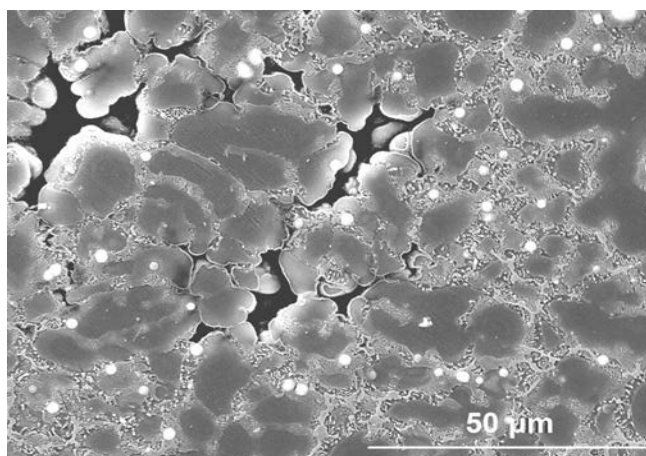


Figura 1. Porosidad en la microestructura de la aleación.

Las muestras que se usaron para los ensayos de creep tienen una geometría circular con un diámetro de 6.5mm. Estas muestras que se muestran en la figura 2 han sido obtenidas mediante inyección a alta presión, por lo tanto tanto a nivel microestructural como superficial son muy similares al material de los componentes en servicio.



Figura 2. Muestras para los ensayos de creep uniaxiales.

Las muestras obtenidas para los ensayos de small punch fueron cortadas a partir de las muestras de creep con la finalidad de mantener la microestructura idéntica, ya que el principal objetivo de este estudio es observar la evolución de la misma y compararla con el creep convencional. El diámetro de estas muestras, 6.5mm, está por debajo del que se considera recomendable para ensayos de este tipo, pero en estudios realizados sobre la influencia de distintos parámetros sobre ensayos SPCT [13] se comprobó la casi nula influencia de la disminución del diámetro a 6mm sobre los resultados. En el estudio actual en el que además las cargas de ensayo son relativamente bajas, se ha observado un buen agarre en todos los ensayos.

2.2. Ensayos de creep uniaxiales

Los ensayos de creep uniaxiales para obtener los parámetros B y n según la ecuación (1), se realizaron a cargas de 50MPa, 60MPa, 65MPa y 70MPa. La temperatura a la que se realizaron todos los ensayos fue de 150°C.

$$\varepsilon_s = B\sigma^n \quad (1)$$

Posteriormente se realizaron ensayos interrumpidos a 65MPa y 150°C para observar la microestructura y la cavitación producida (Figura 3). Los tiempos a los que se interrumpieron los ensayos fueron 18 minutos, 35 minutos y 55 minutos. Estas cantidades pretenden acercarse a $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ y $\frac{3}{4}$ del tiempo total de ensayo (estimado este entre 71 y 78 horas).

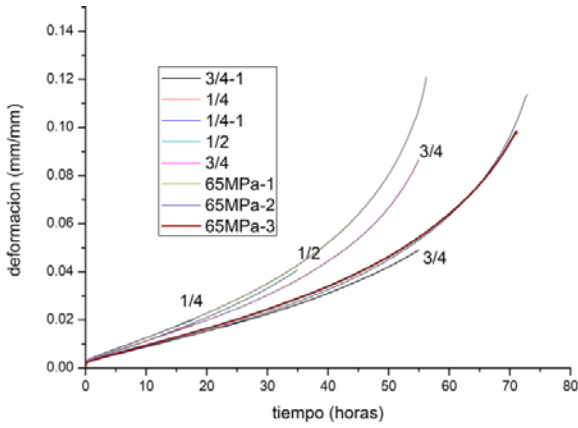


Figura 3. Ensayos de creep a 65MPa y 150°C.

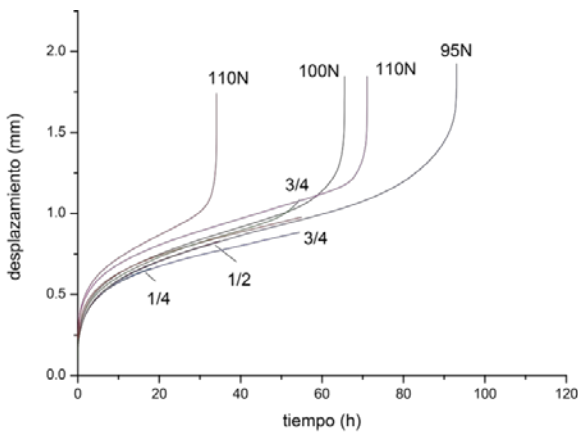


Figura 4. Ensayos SPCT a distintas cargas y 150°C.

Para calcular la deformación equivalente y la velocidad mínima de deformación, se ha utilizado la deformación equivalente en el borde de contacto [15]. Siendo δ el desplazamiento

$$\epsilon_{eq} = 0.17959\delta + 0.09357\delta^2 + 0.0044\delta^3 \quad (2)$$

En la figura 5 se puede observar el resultado.

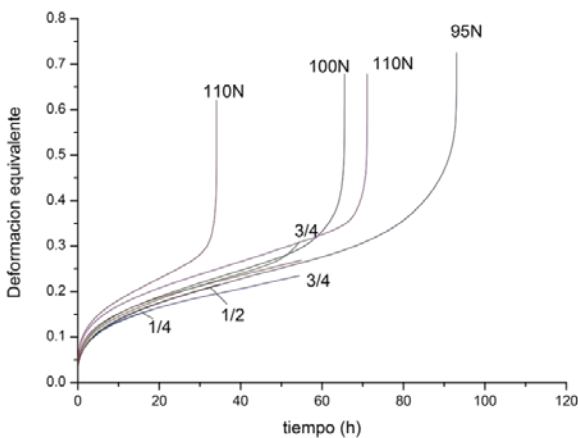


Figura 5. Deformación equivalente para ensayos SPCT.

2.4. Metalografía cuantitativa

Para la evaluación metalográfica cuantitativa en los ensayos de creep, se han obtenido las secciones centrales de las muestras tras los ensayos interrumpidos. Se han preparado metalográficamente y se han fotografiado a una distancia fija del centro de la sección. Para obtener una repetitividad adecuada, se marcaron las piezas mediante una indentación de microdureza.

Se ha realizado la evaluación siguiendo las pautas de Eggeler [16] para medir el parámetro de daño A y el parámetro A* que dicho autor introducía y que se ha comprobado que da buenos resultados. Con las micrografías obtenidas se puede calcular el tamaño de grano y cuando se traza una línea horizontal, se sabe el número de granos que corta. En esa línea se realizan tres conteos:

A1: fracción de límites de grano que presentan daño y son interceptados por la línea (marcados con 1 en la figura 6).

A2: siguiendo la sugerencia de Riedel [7], añadir los bordes de grano adyacentes a la línea (marcados con 2 en la figura 6).

A*: se añaden además los bordes de grano dañados en un área de $\pm 5d$ perpendicular a la línea de referencia y de anchura $\pm d$ en la dirección de la línea, siendo d el tamaño de grano.

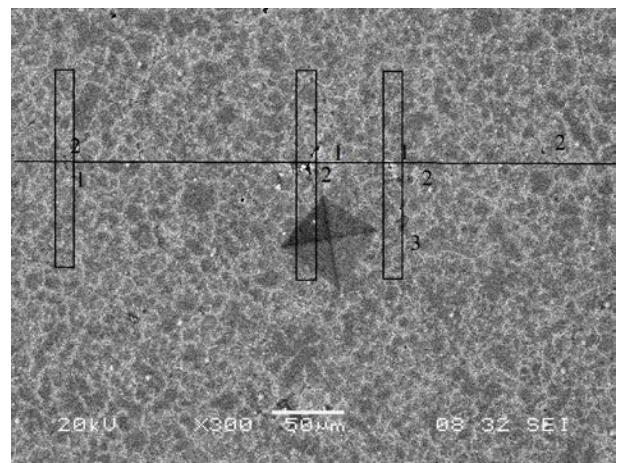


Figura 6. Metalografía cuantitativa de discontinuidades.

En el caso de las muestras ensayadas por SPCT, se ha procedido de igual manera en cuanto a la evaluación cuantitativa. En este caso la zona donde se ha medido ha sido la de mayor tensión soportada que es precisamente donde empieza a romper.

La permanencia del mismo tiempo en las muestras de creep y SPCT ha sido fundamental para eliminar una variable que es la microestructura que evoluciona a lo largo de los ensayos a temperatura en el sentido de que se está produciendo precipitación de fase β en borde de grano, con lo que afecta a la cavitación negativamente.

Teniendo en cuenta que se observa, en general, que la evolución del daño está controlada por la deformación, se ha buscado el porcentaje de deformación respecto a la deformación final, $\varepsilon/\varepsilon_f$, y se ha asociado con el valor de A correspondiente

En la figura 7 se observa los resultados de los valores medidos para ambos ensayos, creep y SPCT. Los valores A1 son en general inferiores para SPCT. Los valores A2 no guardan relación unos con otros pero los valores A* presentan similitudes para ambos ensayos.

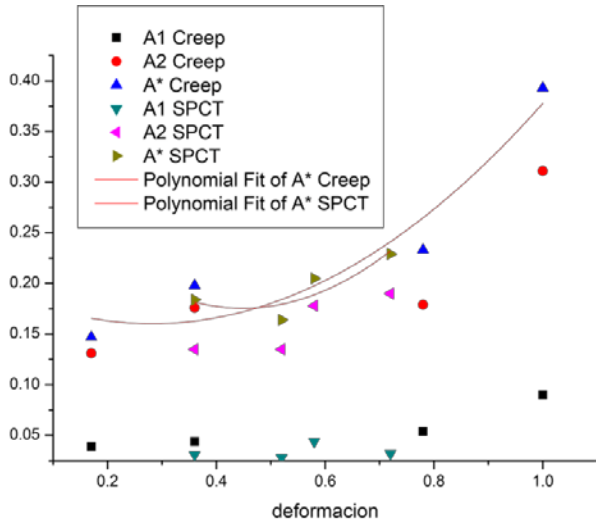


Figura 7. Valores medidos de A1, A2 y A* en ensayos de creep y SPCT.

DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

Se han relacionado los factores A y ρ mediante la expresión de primer orden sugerido por Riedel (3)

$$\rho = \frac{0.6(n+1)}{(1+\frac{3}{n})^{1/2}} Ac \tag{3}$$

Se han utilizado los valores de A*, ya que eran los que más similitud mostraban entre los dos tipos de ensayos. Los distintos valores de ρ se representan en la figura 8, en la que también se obtiene una relación entre ρ y la deformación con la forma de la ecuación (4)

$$\rho = \beta' \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_f}\right)^\gamma \tag{4}$$

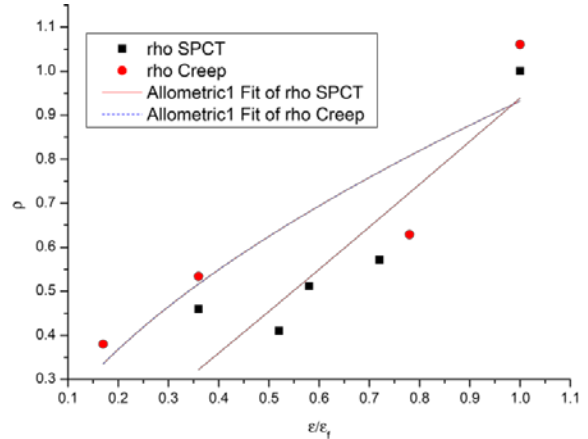


Figura 8. Valores de ρ y aproximación por una ley potencial.

En la tabla 1 se dan los valores de los distintos parámetros que se han encontrado.

Tabla 1. Parámetros para creep y SPCT.

	B	n	β'	γ
Creep	2.6×10^{-12}	4.8	0.93	0.58
SPCT	4.3×10^{-11}	4.5	0.93	1.05

El parámetro A se interpreta usualmente como una reducción en la capacidad de soportar carga del área y es por esto que la relación tensión-deformación teniendo en cuenta A, tiene una forma del tipo de Kachanov (ecuación 5).

$$\varepsilon_s = \frac{B\sigma^n}{(1-A)^n} \tag{5}$$

Se ha comprobado que la ecuación (5) da unos valores casi un orden de magnitud por debajo de los obtenidos con la curva experimental.

El parámetro ρ está basado en el trabajo de Hutchinson [17] para un material con una cantidad reducida de microgrietas. Riedel extendió el modelo para permitir una mayor cantidad de defectos y obtuvo la expresión (6) en la que el parámetro ρ no está elevado a ningún exponente.

$$\varepsilon_s = \frac{B\sigma^n}{1-\rho} \tag{6}$$

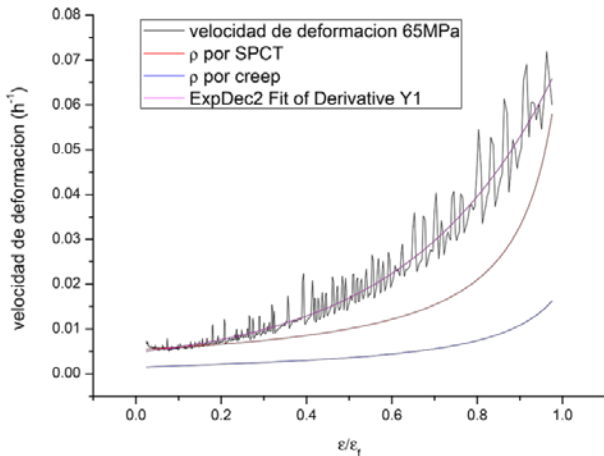


Figura 9. Comparación de modelos con curva experimental de creep a 65MPa.

Con la ecuación (6), también se obtienen valores por debajo de la curva experimental (Figura 9), pero si modificamos la ecuación (6) a la ecuación (7), la relación obtenida es bastante buena. En la figura 10, se muestran los resultados y puede observarse que con los parámetros obtenidos de SPCT, se caracteriza bien la curva obtenida experimentalmente de creep.

$$\epsilon_s = \frac{B\sigma^n}{(1-\rho)^{1.5}} \quad (7)$$

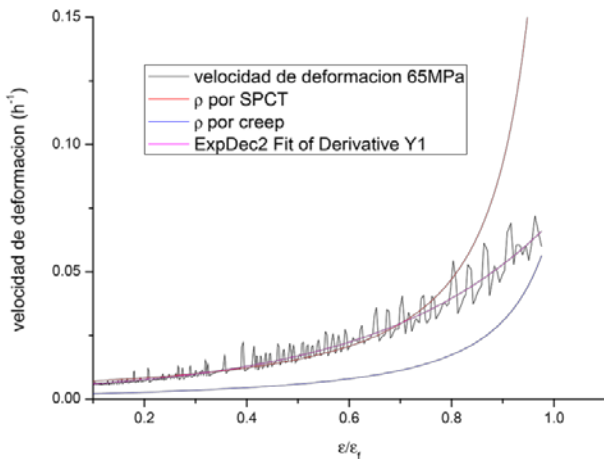


Figura 10. Comparación del modelo modificado con curva experimental de creep a 65MPa

CONCLUSIONES

La medición de la cavitación en muestras de creep y de SPCT ha mostrado consistencia y resultados análogos cuando se comparan frente al porcentaje de deformación existente, lo que es coherente con el hecho de que la cavitación que va creciendo depende de la deformación.

Debido a la dispersión de resultados, debido a la alta porosidad inicial que presentan las muestras, es necesario aumentar el número de ensayos interrumpidos para tener valores más consistentes y poder validar los buenos resultados que se han obtenido.

La expresión que se obtiene es sencilla y permite para niveles de deformación intermedios obtener la velocidad de deformación en creep convencional con bastante precisión.

REFERENCIAS

- [1] K. Milicka, F. Dobes. Small punch testing of P91 steel, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **83**, 625-634, 2006.
- [2] F. Dobes, K. Milicka. Small punch testing in creep conditions, *Journal of Testing and Evaluation*, **29**(1), 31-35, 2001.
- [3] M. Lorenzo, I.I. Cuesta, J.M. Alegre. The relationship between uniaxial creep test and the small punch, *Materials Science & Engineering A*, **614**, 319-325, 2014.
- [4] F. Dobes, K. Milicka. Comparison of conventional and small punch creep tests of mechanically alloyed AL-C-O alloys, *Materials Characterization*, **59**, 961-964, 2008.
- [5] A. Srinivasan, K.K. Ajithkumar, J. Swaminathan, U.T.S. Pillai, B.C. Pai. Creep Behavior of AZ91 Magnesium Alloy, *Procedia Engineering*, **55**, 109-113, 2013.
- [6] K.I. Kobayashi, I. Kajihara, H. Koyama, G.C. Stratford. Deformation and fracture mode during small punch creep tests, *Journal of Solid Mechanical Materials Engineering*, **4**(1), 75-86, 2010.
- [7] H. Riedel. Life prediction methods for constrained grain boundary cavitation, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **39**, 119-134, 1989.
- [8] V. Sklenicka. High temperature intergranular damage and fracture, *Materials Science and Engineering A*, **A234-236**, 30-36, 1997.
- [9] A. H. Chokshi. Analysis of constrained cavity growth during high temperature creep deformation, *Materials Science and Technology*, **3**, 656-664, 1987.
- [10] B.J. Cane & N. G. Needham. International Conference on Advance in Life Prediction Methods, ed. D. A. Woodford & J. R. Whitehead. The American Society of Mechanical Engineers, New York, 65-73, 1983.
- [11] L. M. Kachanov, *Izv. Akad. Nauk. USSR, Otd. Tekd. Nauk.* 8, 27, 1958.
- [12] Y. N. Rabotnov, *Creep problems in structural members*. North-Holland, Amsterdam, 1969.

- [13] Z.X. Zhou, Y.Y. Zheng, X. Ling, R.M. Hu, J.Q. Zhou. A study on influence factors of small punch creep test by experimental investigation and finite elements analysis, *Materials Science Engineering A* **527**(10-11), 2784-2789, 2010.
- [14] CEN Workshop Agreement, C. E., Small punch test method for metallic materials in CWA 15627:2006 E, Small punch test for metallic materials, 2006: Brussels, Belg.
- [15] Z. Yang, Z. W. Wang. Relationship between strain and central deflection in small punch creep specimens, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **80**, 397-404, 2003.
- [16] G. Eggeler. Microstructural parameters for creep damage quantification, *Acta Metallurgical Material*, **39**, 2, 221-231, 1991.
- [17] Hutchinson J. W. Constitutive behavior and crack tip fields for materials undergoing creep-constrained grain boundary cavitation, *Acta Metallurgica*, **31**, 7, 1079-1088, 1983.